

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 08-325652

(43)Date of publication of application : 10.12.1996

(51)Int.Cl.

C22C 1/02
B22D 17/00
B22D 45/00
// C22C 21/00
C22C 23/00

(21)Application number : 07-130134

(71)Applicant : UBE IND LTD

(22)Date of filing : 29.05.1995

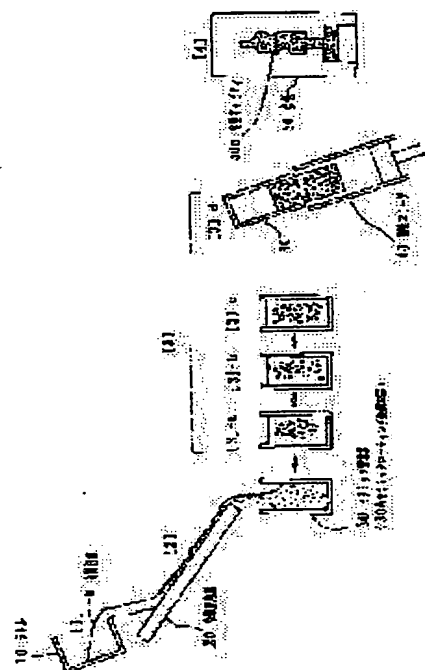
(72)Inventor : ADACHI MITSURU
SASAKI HIROTO
HARADA YASUNORI

(54) METHOD FOR MOLDING SEMISOLID METAL

(57)Abstract:

PURPOSE: To make it possible to obtain a molding having fine and spheroidal structures at a low cost by cooling an alloy under specific conditions to crystallize primary crystals and supplying this alloy to metal molds and subjecting the alloy to press molding.

CONSTITUTION: The crystal nuclei are generated in the perfect liquid metal M in a ladle 10 by using a cooling jig 20 and this metal is poured into a ceramic vessel 30 having an adiabatic effect, by which the alloy right under the liquidus contg. the many nuclei is obtd. The alloy is held in a half-molten state for 5 seconds to 60 minutes in the heat insulating vessel 30. The extremely fine and isotropic dendrite-like primary crystals are formed from the crystal nuclei and the spheroidal primary crystals are grown at a low temp. The resulted metal M having the prescribed liquid phase rate is inserted into an injection sleeve 40 for die casting and is then press molded in the cavity 50a of the metal molds, by which molded goods are obtd. As a result, the fine and spheroidized primary crystals are generated.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

12.01.2000

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

3246273

[Date of registration]

02.11.2001

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] The alloy of the liquid condition beyond the liquidus-line temperature which has a crystalline nucleus, Or the alloy of the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has a crystalline nucleus is set in the heat insulation container which has adiabatic efficiency. The shaping approach of the half-molten metal characterized by making a primary phase detailed in liquid crystallize in this alloy liquid, and supplying and carrying out pressing of this alloy to a molding die by holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, cooling to the molding temperature which shows the predetermined rate of the liquid phase.

[Claim 2] The generation method of a crystalline nucleus is the shaping approach of the half-molten metal according to claim 1 carried out to contacting the alloy molten metal held in the degree of superheat to liquidus-line temperature at less than 300 degrees C on the front face of the fixture of temperature lower than the melting point of this alloy.

[Claim 3] The fixture contacted to a molten metal is the shaping approach of the half-molten metal according to claim 2 which considers as a metal fixture, the fixture made from a nonmetal, the metal fixture that applied the nonmetal material containing a semi-conductor to the front face, or the metal fixture which compounded the nonmetal material containing a semi-conductor, and enabled it to cool this fixture from the interior or the exterior of this fixture.

[Claim 4] The claim 1 publication to which it is supposed that an oscillation is given to the alloy molten metal which contacts either a fixture or a heat insulation container and both in generation of a crystalline nucleus, or the shaping approach of half-molten metal according to claim 2.

[Claim 5] The claim 1 publication which used the alloy as the aluminum alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, or the hypoeutectic aluminum alloy of the presentation more than the maximum solid-solution limit, or the shaping approach of half-molten metal according to claim 2.

[Claim 6] The claim 1 publication which used the alloy as the Magnesium alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, or the shaping approach of half-molten metal according to claim 2.

[Claim 7] The shaping approach of the half-molten metal according to claim 5 used as the aluminum alloy which added B for the aluminum alloy and added 0.005% - 0.3% for Ti 0.001% to 0.01%.

[Claim 8] The shaping approach of the half-molten metal according to claim 6 used as the Magnesium alloy which added Sr for the Magnesium alloy 0.005% to 0.1%, the Magnesium alloy which added 0.01% - 1.5% and Sr for Si 0.005% to 0.1%, or the Magnesium alloy which added calcium 0.05% to 0.30%.

[Claim 9] The degree of superheat to liquidus-line temperature is the shaping approach of half-molten metal according to claim 7 of filling a heat insulation container with the aluminum alloy molten metal held at less than 100 degrees C directly, without using a fixture.

[Claim 10] The degree of superheat to liquidus-line temperature is the shaping approach of half-molten metal according to claim 8 of filling a heat insulation container with the Magnesium alloy molten metal held at less than 100 degrees C directly, without using a fixture.

[Translation done.]

* NOTICES *

JPO and NCIP are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. *** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] Since this invention generates a detailed primary phase in liquid, it relates to the shaping approach of the half-molten metal which carries out pressing by starting the shaping approach of half-molten metal, and holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, cooling to the molding temperature which shows the predetermined rate of the liquid phase in the heat insulation container which has adiabatic efficiency for the alloy of the liquid condition beyond the liquidus-line temperature which has a crystalline nucleus especially, or the alloy of the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has a crystalline nucleus.

[0002]

[Description of the Prior Art] The CHIKUSO cast method is a technique which has an advantage, like there are few casting defects and segregations compared with the conventional casting, a metal texture is uniform, and a ***** and a molding cycle have a short mold life, and attracts attention recently. The billet used in this fabricating method (A) is characterized by the balling-up organization obtained by carrying out machine stirring and electromagnetic mixing in a half-melting temperature field, or using the recrystallization after processing. On the other hand, how to carry out half-melting shaping using the raw material by the conventional casting is also learned. This is the approach (B) of adding Zr, in order to produce and cheat out of a still more detailed crystal in the Magnesium alloy which is easy to generate equiaxed structure, and the approach (C) of using a carbon system detailed-ized agent. Moreover, it is an approach (D) to add the former for an aluminum-5%Ti-1%B hardener twice to about 10 times as a detailed-ized agent in an aluminum alloy, and is the approach of heating the raw material obtained by these approaches in a half-melting temperature region, making a primary phase spheroidize, and fabricating. Moreover, after heating comparatively quickly to the temperature near the solidus line to the alloy within a solid-solution limit, in order to make temperature of the whole raw material into homogeneity and to prevent local melting, the approach (E) of heating gently and fabricating to the suitable temperature to which an ingredient becomes soft exceeding the solidus line, is learned. On the other hand, the LEO cast method (F) which fabricates it as it is is learned, without unlike the approach of carrying out temperature up of the billet and fabricating it to a half-melting temperature field, generating the melt containing a spherical primary phase continuously, and once solidifying as a billet.

[0003]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] However, in any [of the approach of using the stirring method and recrystallization] case, the approach of (A) mentioned above is complicated, and has the difficulty that a manufacturing cost becomes high. Moreover, it is a problem in [in the case of the approach of (B), in a Magnesium alloy, Zr is high, and] cost, and it is necessary to manage low Be which is an antioxidizing element in order to fully demonstrate the detailed-ized effectiveness by the approach of (C) using a carbide system detailed-ized agent at about 7 ppm, is easy to carry out oxidation combustion at the time of the heat-treatment in front of shaping, and is activity top inconvenience. Only by on the other hand adding a detailed-ized agent in an aluminum alloy, it is about 500 micrometers and it is not easy to obtain the organization of detailed crystal grain 100 micrometers or less. For this reason, although there is the approach (D) of adding a detailed-ized agent so much, it is [that a detailed-ized agent tends to sediment to a blast furnace bottom] industrially difficult, and cost is also high. Furthermore, by the approach of (E), after exceeding the solidus line, although the CHIKUSO fabricating method characterized by heating gently and attaining homogeneity heating and balling-up of a raw material is proposed, even if it heats the usual dendrite organization, it does not change to a CHIKUSO organization (the primary phase dendrite is spheroidizing). And in order to carry out half-melting shaping also in which CHIKUSO fabricating method of (A) - (E), it is necessary to once solidify the liquid phase and to carry out temperature up of the billet to a half-melting temperature field again, and becomes cost high compared with the conventional casting. Moreover, although it is more advantageous than the CHIKUSO cast also cost-wise and in energy in order to carry out generation supply of the melt which contains a spherical primary phase by the approach of (F) continuously, the facility-linkage with the machine which manufactures the metal raw material which consists of a spherical organization and the liquid phase, and the casting machine which manufactures a final product is complicated. Without moreover taking a complicated approach, without using a billet paying attention to the trouble of the above-mentioned conventional all directions method, this invention obtains the half-molten metal which has a detailed primary phase, and aims easy simple at offering the approach of carrying out pressing.

[0004]

[Means for Solving the Problem] The alloy of the liquid condition beyond the liquidus-line temperature which has a crystalline nucleus by the 1st invention in this invention in order to solve such a technical problem. Or the alloy of the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has a crystalline nucleus is set in the heat insulation container which has adiabatic efficiency. Cooling to the molding temperature which shows the predetermined rate of the liquid phase, by holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, we made the primary phase detailed in liquid crystallize in this alloy liquid, and decided to supply and carry out pressing of this alloy to a molding die. Moreover, in the 2nd invention, it carried out to contacting the alloy molten metal held [generation method / of the crystalline nucleus in the 1st invention] in the degree of superheat to liquidus-line temperature at less than 300 degrees C on the front face of the fixture of temperature lower than the melting point of this alloy. Furthermore, it considers as the metal fixture which

applied to the front face the nonmetal material which contains a metal fixture, the fixture made from a nonmetal, or a semi-conductor for the fixture of the 2nd invention, or the metal fixture which compounded the nonmetal material containing a semi-conductor, and enabled it to cool this fixture from the interior or the exterior of this fixture in the 3rd invention. Moreover, in the 4th invention, we decided to give an oscillation to the alloy molten metal which contacts either a fixture or a heat insulation container and both in generation of a crystalline nucleus. The alloy of the 1st invention or the 2nd invention was used as the aluminum alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, or the hypoeutectic aluminum alloy of the presentation more than the maximum solid-solution limit in the 5th invention. Furthermore, the alloy of the 1st invention or the 2nd invention was used as the Magnesium alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit in the 6th invention. Moreover, 7th invention was taken as the aluminum alloy with which B was added for the aluminum alloy of the 5th invention, and it added 0.005% - 0.3% for Ti 0.001% to 0.01%. Moreover, in the 8th invention, it considered as the Magnesium alloy which added Sr for the Magnesium alloy of the 6th invention 0.005% to 0.1%, the Magnesium alloy which added 0.01% - 1.5% and Sr for Si 0.005% to 0.1%, or the Magnesium alloy which added calcium 0.05% to 0.30%. Furthermore, the 9th invention decided to flow into a heat insulation container directly, without the degree of superheat to liquidus-line temperature using a fixture for the aluminum alloy molten metal held at less than 100 degrees C. And in the 10th invention, the heat insulation container was directly filled with the degree of superheat to liquidus-line temperature, without using a fixture for the Magnesium alloy molten metal held at less than 100 degrees C.

[0005]

[Function] The alloy of the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has the alloy and crystalline nucleus of a liquid condition more than the liquidus line which has a crystalline nucleus for example By holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, cooling an aluminum alloy molten metal and a Magnesium alloy molten metal to molding temperature in the heat insulation container which has adiabatic efficiency The Plastic solid of a homogeneous organization is acquired detailed in liquid, and by generating the primary phase which spheroidized, and supplying and carrying out pressing of this alloy of this half-melting condition to a molding die.

[0006]

[Example] Based on a drawing, the detail of the example of this invention is explained below. The process explanatory view in which drawing 1 - drawing 8 start the example of this invention, and drawing 1 shows the shaping approach of the half-molten metal of the hypoeutectic aluminum alloy the presentation more than the maximum solid-solution limit. The process explanatory view in which drawing 2 shows the shaping approach of the half-molten metal of the Magnesium alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, or an aluminum alloy. The metal texture mimetic diagram of each process which showed drawing 3 in the process explanatory view from generation of a spherical primary phase to shaping, and showed drawing 4 to drawing 3. The aluminum-Si system alloy equilibrium diagram with typical drawing 5 which is an aluminum alloy. The Mg-aluminum system alloy equilibrium diagram with typical drawing 6 which is a Magnesium alloy. copy drawing of the microphotography which drawing 7 shows the metal texture of the mold goods of the example of a comparison, and drawing 8 show copy drawing of the microphotography in which the metal texture of the mold goods of this invention is shown.

[0007] In this invention, as shown in drawing 1, drawing 2, drawing 5, and drawing 6 R> 6, the molten metal of the hypoeutectic aluminum alloy of the presentation more than the maximum solid-solution limit which held the degree of superheat at less than 300 degrees C to (1) liquidus-line temperature first or the Magnesium alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, and an aluminum alloy Make the front face of the fixture of temperature lower than the melting point of the alloy contact, and a crystalline nucleus is generated in liquid. Or the aluminum alloy containing the element which urges generation of the crystalline nucleus held at less than 100 degrees C to the degree of superheat to (2) liquidus-line temperature. The heat insulation container which has adiabatic efficiency is directly filled with the molten metal of a Magnesium alloy without a fixture. In the heat insulation container, it is below liquidus-line temperature, and many detailed spherical primary phases are generated by holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes in the condition of temperature higher than eutectic temperature or solidus-line temperature, and it fabricates at the predetermined rate of the liquid phase. The predetermined rate of the liquid phase means the quantitative ratio of the liquid phase suitable for pressing. Die casting. By high pressure casting, such as squeeze casting, the rate of the liquid phase is 30% - 70% (at less than 30%, the moldability of a raw material is inferior) preferably 20% to 90%. At 70% or more, a raw material presupposes for a **** reason, handling is not only difficult, but that it is hard that it comes to obtain a uniform organization, and may be 0.1% - 50% (there is **** which the ununiformity of an organization produces at 50% or more) preferably 0.1% to 70% by the extrusion method or the forging method. Moreover, the heat insulation container as used in the field of this invention is used as the metal container which applied to the front face the nonmetal material which considers as a metal container or the container made from a nonmetal, or contains a semi-conductor, or the metal container which compounded the nonmetal material containing a semi-conductor, and heating or cooling of the interior or the exterior of this container to this container is possible for it.

[0008] Specifically, an activity is done with the procedure as follows. The metal M which is the perfect liquid into which it was put in RADORU 10 in the process [1] of drawing 3 and drawing 4 is set at a process [2]. (a) Flow into the container 30 made from a ceramic which is made to generate a crystalline nucleus using the fixture 20 for cooling from a low-temperature molten metal (for the element which promotes crystal nucleation if needed to also be added), and has adiabatic efficiency. Or the alloy directly under the liquidus line poured into the heat insulation container 30 (ceramic-coating metal vessel 30A) which has adiabatic efficiency for the low-temperature molten metal of melting point right above containing (b) detailed histogenesis acceleration element directly which contains many crystalline nuclei by the approach of ***** is obtained. Next in a process [3], this alloy is held in the state of half-melting in this heat insulation container 30 (or 30A). It is microscopic Sai from the introduced crystalline germ, the primary phase of the shape of an isotropic dent light generates in the meantime ([3]-a), and it grows up as a spherical primary phase along with the increment in the rate of solid phase accompanying temperature lowering of melt ([3]-c). After inserting in the injection sleeve 40 of dies casting the metal M which has the predetermined rate of the liquid phase which might be carried out in this way like for example, [3]-d, pressing is carried out within metal mold cavity 50a of a die-cast machine, and mold goods are obtained.

[0009] The difference between drawing 1, drawing 2, drawing 3, this invention shown in drawing 4 and the conventional

CHIKUSO cast method, and LEO cast method ** is clearer than drawing. Namely, in this invention, crushing balling-up of the dendrite-like primary phase crystallized in the half-melting temperature field is compulsorily carried out neither by machine stirring nor electromagnetic mixing like a conventional method. It crystallizes with temperature lowering in a half-melting temperature field with the crystalline nucleus as the starting point introduced into liquid. It is that to which the primary phase of a large number which grow spheroidizes continuously (heating maintenance may be carried out from the outside if needed) with the heating value which the alloy itself has. Moreover, since the process of the fritting deliquescence by the re-temperature up of the billet in the CHIKUSO cast method is skipped, it is a very simple approach. The reason for numerical definition shown by the casting conditions, balling-up conditions and process condition which were set up in each of each process mentioned above, i.e., the teeming process to the fixture 20 for cooling shown in drawing 1, generation of a primary phase, a spherical process, and a forming cycle, the 2nd invention, the 7th invention, the 8th invention, the 9th invention, and 10th invention is explained below.

[0010] If casting temperature is high 300 degrees C or more to the melting point, in the case where the skin temperature of a fixture 20 is more than the melting point, there will be little karyogenesis of (1) crystal, the rate of the crystalline nucleus which remains since the temperature of the molten metal M when flowing into the heat insulation container which moreover has (2) adiabatic efficiency is higher than the liquidus line will also be low, and the size of a primary phase will become large. For this reason, the degree of superheat to the liquidus line makes casting temperature less than 300 degrees C, and it makes skin temperature of a fixture lower than the melting point of an alloy. In addition, the thing for which the degree of superheat to the liquidus line is made into less than 100 degrees C — moreover, it can consider as more detailed primary phase size by making temperature of a fixture 20 lower 50 degrees C or more than the melting point of Alloy M. There are two kinds in case a fixture 20 moves in the inside of the case (a molten metal is passed to the inclined fixture 20) where a fixture 20 is made to move a molten metal M as an approach of contacting a molten metal M in the front face of a fixture, and a molten metal. In addition, although the fixture said here means what gives a cooling operation to a molten metal in case a molten metal flows down, it may replace with this, for example, the tubed pipe of a water heater may be used. The heat insulation container 30 holding the molten metal which fell directly under the liquidus line shall have adiabatic efficiency, in order to make it the rate of the liquid phase which makes spherical the generated primary phase and he wishes after predetermined time. The construction material is not limited, and has heat retaining property, and, moreover, what has bad wettability with a molten metal is desirable. Moreover, since oxidize and it is easy to burn in a Magnesium alloy when using a ceramic container with permeability as a heat insulation container 30, it is desirable to make the container exterior into predetermined ambient atmospheres (an inert atmosphere, reduced pressure ambient atmosphere, etc.). Moreover, in order to plan antioxidizing, it is desirable to add Be and calcium to a metal molten metal beforehand. In addition, the configuration where it is not limited to tubed and was suitable for the method of fabricating subsequent is possible for the configuration of the heat insulation container 30. Moreover, you may make it supply to the injection sleeve made from a ceramic instead of a heat insulation container directly. If the holding time in the heat insulation container 30 is less than 5 seconds, it is difficult for making it the temperature which shows the rate of the liquid phase to wish to generate a spherical primary phase easily. The spherical primary phase and eutectic structure which generated on the other hand when the holding time exceeded 60 minutes become coarse, and a mechanical property deteriorates. For this reason, the holding time is made into 5 seconds – 60 minutes. In addition, it is not easy for the deformation resistance at the time of shaping to obtain the mold goods of good high quality in high pressure casting, if the rate of the liquid phase in front of shaping is less than 20%. Moreover, if it exceeds 90%, the mold goods which have a uniform organization cannot be obtained. For this reason, as for the rate of the liquid phase at the time of shaping, it is desirable to consider as 20% – 90% as mentioned above. Furthermore, by making the rate of the liquid phase of parenchyma 30% – 70%, it is still more homogeneous and the pressing of the shaping material of high quality can be carried out easily. Moreover, it is convenient for making Eutectic Si detailed and raising ductility to add Na which is the amelioration element of Si, Sr, etc., when fabricating the aluminum-Si system alloy near an eutectic presentation, and Eutectic Si is generated and it is necessary to reduce the rate of the liquid phase within 80% into a heat insulation container. As a means which carries out pressing, it is not limited to the high pressure casting process represented by squeeze casting and die casting, and the various approaches of carrying out pressing, such as an extrusion method and the forging method, are included.

[0011] If the temperature of a molten metal can be reduced, the construction material is not limited, but the fixtures 20 to which a molten metal M is contacted are metals, such as copper especially with high thermal conductivity, a copper alloy, aluminum, and an aluminum alloy, and since the fixture 20 by which cooling management was carried out so that it could moreover maintain below to fixed temperature generates many crystalline nuclei, it is desirable. In addition, when a molten metal M contacts a fixture 20, in order to prevent a metal adhering to a fixture 20 in the shape of a solid-state, it is effective to apply a nonmetal material. Any of mechanical, chemical as an approach of applying, or a physical method are sufficient.

[0012] Although it is possible to obtain the fritting fusion gold below the liquidus line which contains many crystalline nuclei by contacting a molten metal M to a fixture 20 (1) in order to generate many crystalline nuclei further and to obtain a uniform and detailed spherical organization Or in order to obtain the fritting fusion gold below the liquidus line containing many crystalline nuclei using the molten metal which made the degree of superheat to (2) liquidus lines less than 100 degrees C, without making a fixture contact Ti and B are added in an aluminum alloy, and Sr, Si, and calcium are added in a Magnesium alloy. big and rough [at less than 0.005%, detailed-ized effectiveness has small Ti, and], if it exceeds 0.30% — since Ti compound generating is carried out and ductility falls, Ti may be 0.005% – 0.30%. Since effectiveness beyond it is not expectable even if detailed-ized effectiveness will be small and it will add exceeding 0.02%, if it is less than 0.001%, although B promotes detailed-ization conjointly with Ti, B may be 0.001% – 0.02%. If Sr is less than 0.005%, since effectiveness beyond it is not expectable even if detailed-ized effectiveness is small and it adds exceeding 0.1%, Sr may be 0.005% – 0.1%. By carrying out compound addition of 0.01% – 1.5% of the Si, crystal grain still more detailed than Sr independent addition is obtained by 0.005% – 0.1% of Sr. Since effectiveness beyond it is not expectable even if detailed-ized effectiveness has small calcium at less than 0.05% and it adds exceeding 0.30%, calcium may be 0.05% – 0.30%. In addition, in obtaining a detailed spherical primary phase, without using a fixture 20, it makes the degree of superheat to the liquidus line into less than 100 degrees C for changing into the liquid condition of having a crystalline nucleus for the alloy

poured into the heat insulation container 30 which has adiabatic efficiency, or the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has a crystalline nucleus. If the temperature of the molten metal in the poured-out heat insulation container 30 is high, in order that temperature may fall to the predetermined rate of the liquid phase, time amount is taken too much and it is inefficient. Moreover, since the surface of hot water of the poured-out molten metal M oxidizes or burns, it is inconvenient. The conditions of the half-molten metal before fabricating to a table 1 and the quality of shaping material are shown. Shaping inserted half-molten metal into the sleeve, as shown in drawing 3, and it was performed using the squeeze casting machine after that. The process condition was made into welding-pressure 950 kgf/cm², injection-speed 1.5 m/s, the product cavity configuration 100x150x10, and the die temperature of 230 degrees C. [0013]

[A table 1]

No.	成形前の半溶融金属の条件										成形材の品質				備 考
	鋳造温度 (°C)	冷却速度 (°C)	冷却速度の有無	冷却速度の度 (°C)	容器内温度 (°C)	保持時間 (分)	成形直前の液相率 (%)	内部偏析	初晶サイズ (μm)	不定形初晶の量	共晶のサイズ	外 観			
1	625	有	有	022	018	5	00	×	280	×	○	△	治具の温度が高い		
2	950	有	有	30	730	20	80	×	450	×	○	○	鋳造温度が高い		
3	680	有	有	30	622	85	15	○	180	○	×	×	保持時間が長い		
4	630	有	有	30	613	0.04	95	×	※1	※1	○	○	保持時間が短い、液相率高い		
5	630	有	有	30	610	2	60	×	※2	※2	○	×	常温の金属製容器も使用は場合		
6	630	有	有	30	611	1	92	×	※2	※2	○	○	保持時間が短い、液相率高い		
7	630	無	無	—	620	5	60	×	290	×	○	△	微細化剤なし		
8	630	有	有	30	612	6.5	55	○	55	○	○	○			
9	630	有	有	30	611	12	45	○	70	○	○	○			
10	630	有	有	400	614	5.5	60	○	85	○	○	○			
11	850	有	有	25	613	6	80	○	75	○	○	○	水冷冷却治具を使用		
12	680	無	無	—	620	15	35	○	115	○	○	○	治具無し		
13	660	有	有	30	632	5.7	50	○	80	○	○	○			
14	650	有	有	30	620	1.5	80	○	90	○	○	○			
15	620	有	有	30	590	4.2	55	○	85	○	○	○			
16	620	有	有	30	590	4.3	55	○	75	○	○	○			
17	620	無	無	30	590	4.5	55	○	120	○	○	○	治具無し		
18	630	有	有	—	620	5	60	○	95	○	○	○	振動(100Hz、振幅0.1mm)		

・ AC4CH: Al-7% Si-0.35% Mg 融点 620°C
・ 7075: Al-4.5% Zn-1.1% Mg 融点 640°C
・ AZ91: Mg-9% Al-0.7% Zn 融点 595°C
AC7A: Al-5% Mg-0.4% Mn 融点 635°C

※1 デンドライト状の初晶
※2 球状の初晶 (デンドライト状の初晶含む)

外観: ○良、△並、×悪い 偏析: ○少ない、×多い
不定形初晶の量: ○少ない、×多い 共晶のサイズ: ○微細、×粗い

外観：○良、△並、×悪い 偏析：○少ない、×多い

※1 デンドライト状の初晶

・AC4CH:Al-7% Si-0.35%Mg 融点 620°C

・7075 :Al-4.5% Zn-1.15%Mg 融点 640°C

・A201 :Mg-9% Al-0.7%Zn 融点 595°C

・AC7A :Al-5% Mg-0.4%Mn 融点 635°C

※2 球状の初晶 (デンドライト状の初晶含む) 不定形初晶の量：○少ない、×多い 共晶のサイズ：○微細、×粗い

[0014] In the example 1 of a comparison, since the temperature of the fixture 20 to which a molten metal M is contacted is too high, a primary phase with generating of a crystalline nucleus spherical minutely [it is few, for this reason] is not obtained, but only the primary phase of a big and rough infinite form as shown in drawing 7 is obtained. In the example 2 of a comparison, since there is almost no crystalline nucleus which remains in the container 30 made from a ceramic since casting temperature is too high, the same phenomenon as the example 1 of a comparison is shown. In the example 3 of a comparison, since the holding time is long, there are few rates of the liquid phase and an appearance is not good. Moreover, primary phase size is also large. In the example 4 of a comparison, short moreover, since the rate of the liquid phase is high,

the holding time within the container 30 made from a ceramic is acquired only for a dendrite-like primary phase, and since the rate of the liquid phase is high, there are many component segregations inside mold goods. In the example 5 of a comparison, since the small metal vessel of adiabatic efficiency was used, the coagulation layer of the shape of a dendrite generated to the wall of the heat insulation container 30 will be intermingled in the spherical primary phase generated by the container core, and a heterogeneous organization including a segregation is shown. In the example 6 of a comparison, since the rate of the liquid phase is high, the same phenomenon as the example 4 of a comparison is shown. Although it is the case where a fixture 20 is not used in the example 7 of a comparison, since it is the alloy which does not contain a detailed-ized agent, there is little generating of a crystalline nucleus and it shows the same phenomenon as the example 1 of a comparison. On the other hand, in the examples 8-17 of this invention, the homogeneous organization which has a detailed spherical primary phase 150 micrometers or less as shown in drawing 8 is obtained, and, moreover, the Plastic solid of a good appearance is acquired.

[0015]

[Effect of the Invention] The alloy of the liquid condition beyond the liquidus-line temperature which has (1) crystalline nucleus by the shaping approach of the half-molten metal concerning this invention so that clearly also from having explained above, Or the alloy of the solid-liquid coexistence condition more than the molding temperature which has a crystalline nucleus is set in the heat insulation container which has adiabatic efficiency. By holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, cooling to the molding temperature which shows the predetermined rate of the liquid phase Or a crystalline nucleus is generated by contacting the alloy molten metal held in the degree of superheat to (2) liquidus-line temperature. at less than 300 degrees C on the front face of the fixture of temperature lower than the melting point of this alloy. Detailed and by generating the primary phase which spheroidized in the liquid of this alloy, and supplying and carrying out pressing of this alloy of the half-melting condition which became a predetermined rate of the liquid phase to a molding die It is not based on the conventional machine stirring method and an electromagnetic-mixing method, but the Plastic solid which has a detailed and spherical organization by low cost easily simple is acquired. Moreover, the degree of superheat to liquidus-line temperature can generate detailed and the primary phase which spheroidized similarly by pouring out directly the aluminum alloy molten metal and Magnesium alloy molten metal containing the element to which generation of the crystalline nucleus held at less than 100 degrees C is urged into a heat insulation container without a fixture, and holding for [for / 5 seconds / -] 60 minutes, cooling to the molding temperature which shows the predetermined rate of the liquid phase.

[Translation done.]

* NOTICES *

JP0-and NCIP1 are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

- 1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
- 2.*** shows the word which can not be translated.
- 3.In the drawings, any words are not translated.

DESCRIPTION OF DRAWINGS

[Brief Description of the Drawings]

[Drawing 1] It is the process explanatory view showing the shaping approach of the half-molten metal of the hypoeutectic aluminum alloy the presentation more than the maximum solid-solution limit.

[Drawing 2] It is the process explanatory view showing the shaping approach of the half-molten metal of the Magnesium alloy of the presentation in the maximum solid-solution limit, or an aluminum alloy.

[Drawing 3] It is a process explanatory view from generation of a spherical primary phase to shaping.

[Drawing 4] It is the metal texture mimetic diagram of each process shown in drawing 3 .

[Drawing 5] It is the aluminum-Si system alloy equilibrium diagram which is a typical aluminum alloy.

[Drawing 6] It is the Mg-aluminum system alloy equilibrium diagram which is a typical Magnesium alloy.

[Drawing 7] It is copy drawing of the microphotography in which the metal texture of the mold goods of the example of a comparison is shown.

[Drawing 8] It is copy drawing of the microphotography in which the metal texture of the mold goods of this invention is shown.

[Description of Notations]

10 RADORU

20 Fixture

30 Heat Insulation Container (Container made from Ceramic)

30A Ceramic-coating metal vessel

40 Injection Sleeve

50 Metal Mold

50a Metal mold cavity

M Metal (molten metal)

t Temperature

T Time amount

[Translation done.]

(12) 公開特許公報 (A)

特開平8-325652

(51) Int.Cl.⁶

庁内整理番号

FI

技術表示箇所

C 2 2 C 1/02

501

C 2 2 C 1/02

5 0 1 B

B 2 2 D 17/00

B 2 2 D 17/00

$$Z$$

45/00

45/00

B

// C 2 2 C 21/00

C 2 2 C 21/00

N

23/00

23/00

審査請求 未請求 請求項の数10 O.L (全 11 頁)

特願平7-130134

平成7年(1995)5月29日

(71)出願人 000000206

宇部興産株式会社

山口県宇部市西本町1丁目12番32号

(72)発明者 安達 充

山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地

宇部興産株式会社宇部機械製作所内

(72)発明者 佐々木 寛人

山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地

宇部興産株式会社宇部機械製作所内

(72) 発明者 原田 康則

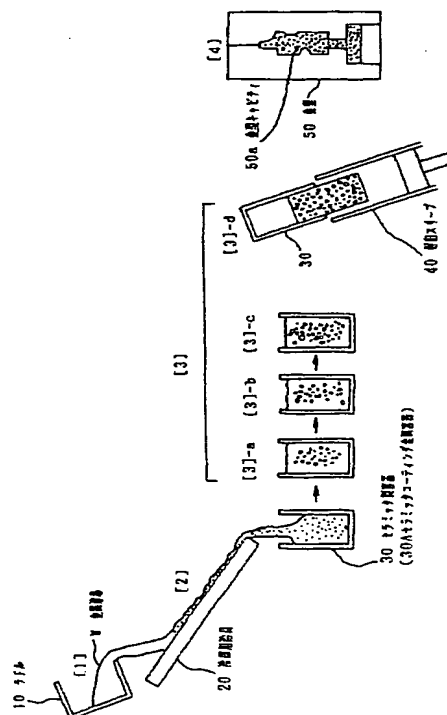
山口県宇部市大字小串字沖の山1980番地

宇部興産株式会社宇部機械製作所内

(57) 【要約】

【目的】 従来の機械攪拌法や電磁攪拌法によらず、簡便容易に、かつ、低コストで微細かつ球状のチクソ組織を有する成形体が得られる半熔融金属の成形方法を提案するものである。

【構成】 結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形するものである。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形することを特徴とする半熔融金属の成形方法。

【請求項2】 結晶核の生成方法は、液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることとする請求項1記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項3】 溶湯に接触させる治具は、金属製治具または非金属製治具、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製治具、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製治具とし、かつ、該治具の内部あるいは外部から該治具を冷却することができるようにした請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項4】 結晶核の生成を、治具または断熱容器のいずれか、もしくは両方に接触する合金溶湯に振動を与えることとする請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項5】 合金を、最大固溶限内組成のアルミニウム合金または最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金とした請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項6】 合金を、最大固溶限内組成のマグネシウム合金とした請求項1記載または請求項2記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項7】 アルミニウム合金を、Bを0.001%～0.01%、Tiを0.005%～0.3%を添加したアルミニウム合金とした請求項5記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項8】 マグネシウム合金を、Srを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはSiを0.01%～1.5%およびSrを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはCaを0.05%～0.30%添加したマグネシウム合金とした請求項6記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項9】 液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したアルミニウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐ請求項7記載の半熔融金属の成形方法。

【請求項10】 液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したマグネシウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐ請求項8記載の半熔融金属の成形方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は半熔融金属の成形方法に

係り、特に、結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を発生させてから加圧成形する半熔融金属の成形方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 チクソキャスト法は、従来の鑄造法に比べて鑄造欠陥や偏析が少なく、金属組織が均一で、金型寿命が長いことや成形サイクルが短いなどの利点があり、最近注目されている技術である。この成形法（A）において使用されるビレットは、半熔融温度領域で機械攪拌や電磁攪拌を実施するか、あるいは加工後の再結晶を利用することによって得られた球状化組織を特徴とするものである。これに対して、従来鑄造法による素材を用いて半熔融成形する方法も知られている。これは、例えば、等軸晶組織を発生しやすいマグネシウム合金においてさらに微細な結晶を生じせしめるためにZrを添加する方法（B）や炭素系微細化剤を使用する方法（C）であり、またアルミニウム合金において微細化剤としてAl-5%Ti-1%B母合金を従来の2倍～10倍程度添加する方法（D）であり、これら方法により得られた素材を半熔融温度域に加熱し初晶を球状化させ成形する方法である。また、固溶限以内の合金に対して、固相線近くの温度まで比較的急速に加熱した後、素材全体の温度を均一にし局部的な溶融を防ぐために、固相線を超えて材料が柔らかくなる適当な温度まで緩やかに加熱して成形する方法（E）が知られている。一方、ビレットを半熔融温度領域まで昇温し成形する方法と異なり、球状の初晶を含む融液を連続的に生成し、ビレットとして一旦固化することなく、そのままそれを成形するレオキャスト法（F）が知られている。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、上述した（A）の方法は攪拌法や再結晶を利用する方法のいずれの場合も繁雑であり、製造コストが高くなる難点がある。また、マグネシウム合金においては（B）の方法の場合には、Zrが高くコスト的に問題であり、（C）の方法では、炭化物系微細化剤を使用してその微細化効果を十分に発揮させるためには、酸化防止元素であるBeを、例えば、7ppm程度に低く管理する必要があり、成形直前の加熱処理時に酸化燃焼しやすく、作業上不都合である。一方、アルミニウム合金においては、単に微細化剤を添加するだけでは500μm程度であり、100μm以下の微細な結晶粒の組織を得ることは容易ではない。このため、多量に微細化剤を添加する方法（D）があるが、微細化剤が炉底に沈降しやすく工業的には難しく、かつコストも高い。さらに（E）の方法では、固相線を超えてから緩やかに加熱して素材の均一加熱と球

状化を図ることを特徴とするチクソ成形法が提案されているが、通常のデンドライト組織を加熱してもチクソ組織（初晶デンドライトが球状化されている）には変化しない。しかも（A）～（E）のいずれのチクソ成形法においても半熔融成形するために、一旦液相を固化しそのピレットを再度半熔融温度領域まで昇温する必要があり、従来鑄造法に比べてコスト高になる。また、（F）の方法では、球状の初晶を含む融液を連続的に生成供給するため、コスト的、エネルギー的にもチクソキャストよりも有利であるが、球状組織と液相からなる金属原料を製造する機械と最終製品を製造する鑄造機との設備的運動が繁雑である。本発明は、上述の従来の各方法の問題点に着目し、ピレットを使用することなく、しかも、繁雑な方法をとることなく、簡便容易に、微細な初晶を有する半熔融金属を得て、加圧成形する方法を提供することを目的とするものである。

【0004】

【課題を解決するための手段】このような課題を解決するために、本発明においては、第1の発明では、結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、液中に微細な初晶を該合金液中に晶出させ、該合金を成形用金型に供給して加圧成形することとした。また、第2の発明では、第1の発明における結晶核の生成方法を、液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることとした。さらに、第3の発明では、第2の発明の治具を金属製治具または非金属製治具、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製治具、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製治具とし、かつ、該治具の内部あるいは外部から該治具を冷却することができるようにした。また、第4の発明では、結晶核の生成を、治具または断熱容器のいずれか、もしくは両方に接触する合金溶湯に振動を与えることとした。第5の発明では、第1の発明や第2の発明の合金を、最大固溶限内組成のアルミニウム合金または最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金とした。さらに、第6の発明では、第1の発明や第2の発明の合金を、最大固溶限内組成のマグネシウム合金とした。また、第7の発明は、第5の発明のアルミニウム合金を、Bを0.001%～0.01%、Tiを0.005%～0.3%を添加したアルミニウム合金とした。また、第8の発明では、第6の発明のマグネシウム合金を、Srを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはSiを0.01%～1.5%およびSrを0.005%～0.1%添加したマグネシウム合金、またはCaを0.05%～0.30%添加したマグネシウム合金とした。さらに、第9の発明は、液相線

温度に対する過熱度は100℃未満に保持したアルミニウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐこととした。そして、第10の発明では、液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持したマグネシウム合金溶湯を、治具を使用することなく直接、断熱容器に注ぐようにした。

【0005】

【作用】結晶核を有する液相線以上の液体状態の合金や結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、たとえば、アルミニウム合金溶湯、マグネシウム合金溶湯を断熱効果を有する断熱容器の中で成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することによって、液中に微細かつ球状化した初晶を発生させ、この半熔融状態の該合金を成形用金型に供給して加圧成形することにより、均質な組織の成形体が得られる。

【0006】

【実施例】以下図面に基づいて本発明の実施例の詳細について説明する。図1～図8は本発明の実施例に係り、図1は最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図、図2は最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図、図3は球状初晶の生成から成形までの工程説明図、図4は図3に示した各工程の金属組織模式図、図5は代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図、図6は代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図、図7は比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図、図8は本発明の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図を示す。

【0007】本発明においては、図1、図2、図5、図6に示すように、まず（1）液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持した最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金あるいは最大固溶限内組成のマグネシウム合金、アルミニウム合金の溶湯を、その合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させて液中に結晶核を発生させ、あるいは（2）液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持した結晶核の生成を促す元素を含むアルミニウム合金、マグネシウム合金の溶湯を治具を使用せず直接に、断熱効果を有する断熱容器に注ぎ、その断熱容器内において液相線温度以下でかつ共晶温度あるいは固相線温度より高い温度の状態に5秒間～60分間保持することで微細な球状の初晶を多数発生させ、所定の液相率で成形する。所定の液相率とは、加圧成形に適する液相の量比を意味し、ダイカスト鑄造、スクイズ鑄造などの高圧鑄造では液相率は20%～90%、好ましくは30%～70%（30%未満では素材の成形性が劣り、70%以上では素材が軟いためハンドリングが難しいばかりでなく、均一な組織が得にくくなる）とし、押出法や鍛造法では、0.1%～70%、好ましくは0.1%～50%（50%以上では組織の不均一が生

じる惧れがある)とする。また、本発明でいう断熱容器とは、金属製容器または非金属製容器とするか、あるいは半導体を含む非金属材料を表面に塗布した金属製容器、もしくは半導体を含む非金属材料を複合させた金属製容器とし、かつ、該容器の内部あるいは外部から該容器の加熱または冷却が可能なるものである。

【0008】具体的には以下のとおりの手順により作業を進める。図3および図4の工程[1]においてラドル10内に入れられた完全液体である金属Mを工程[2]において、(a)冷却用治具20を用いて低温溶湯(必要に応じて結晶核生成を促進する元素も添加)から結晶核を発生させ断熱効果を有するセラミック製容器30に注ぐ、または、(b)微細組織生成促進元素を含む融点直上の低温溶湯を直接、断熱効果を有する断熱容器30(セラミックコーティング金属容器30A)に注ぐ、のいずれかの方法により多数の結晶核を含む液相線直下の合金を得る。つぎに工程[3]において、該断熱容器30(または30A)において該合金を半溶融状態で保持する。この間、導入された結晶核から極微細で等方的なデンドライト状の初晶が生成し([3]-a)、融体の温度低下に伴う固相率の増加につれて球状の初晶として成長する([3]-c)。このようにし得られた所定の液相率を有する金属Mを例えば[3]-dのようにダイキャストの射出スリーブ40に挿入した後ダイカストマシンの金型キャビティ50a内で加圧成形して成形品を得る。

【0009】図1、図2、図3、図4に示す本発明と従来のチクソキャスト法、レオキャスト法、の違いは図より明らかである。すなわち、本発明では従来法のように、半溶融温度領域で晶出したデンドライト状の初晶を機械攪拌や電磁攪拌で強制的に破碎球状化することはなく、液中に導入された結晶核を起点として半溶融温度領域での温度低下とともに晶出、成長する多数の初晶が合金自身が持っている熱量により(必要に応じて外部から加熱保持されることもありうる)連続的に球状化されるものであり、また、チクソキャスト法におけるピレットの再昇温による半溶融の工程が省かれているため極めて簡便な方法である。上述した各工程、すなわち、図1に示す冷却用治具20への注湯工程、初晶の生成、球状工程、成形工程のそれぞれにおいて設定された鑄造条件、球状化条件および成形条件や第2の発明、第7の発明、第8の発明、第9の発明、第10の発明で示した数値限定理由について以下に説明する。

【0010】鑄造温度が融点に対して300℃以上高ければ、あるいは治具20の表面温度が融点以上の場合では、(1)結晶の核発生が少なく、しかも、(2)断熱効果を有する断熱容器に注がれた時の溶湯Mの温度が液相線よりも高いために残存する結晶核の割合も低く、初晶のサイズが大きくなる。このため、鑄造温度は液相線に対する過熱度が300℃未満とし、治具の表面温度

は、合金の融点よりも低くする。なお、液相線に対する過熱度を100℃未満とすることにより、また、治具20の温度を合金Mの融点よりも50℃以上低くすることにより、より微細な初晶サイズとすることができる。治具20に溶湯Mを接触させる方法としては、治具の表面を溶湯Mを移動させる場合(傾斜した治具20へ溶湯を流す)と溶湯中を治具20が移動する場合の2種類がある。なお、ここで言う治具とは、溶湯が流下する際に冷却作用を溶湯に与えるものを言うが、これに代えて、例えば、給湯機の筒状パイプを使用してもよい。液相線直下に低下した溶湯を保持する断熱容器30は、発生した初晶を球状にし所定時間後に希望する液相率にするために、断熱効果を有するものとする。その材質は限定されるものではなく、保温性を有し、しかも、溶湯との濡れ性が悪いものが好ましい。また、通気性のあるセラミック容器を断熱容器30として使用する場合、マグネシウム合金では酸化・燃焼しやすいため、容器外部を所定の雰囲気(不活性雰囲気、減圧雰囲気など)にすることが望ましい。また、酸化防止を図るためにあらかじめ金属溶湯にBe、Caを添加することが望ましい。なお、断熱容器30の形状は筒状に限定されるものではなく、その後の成形法に適した形状が可能である。また、断熱容器でなくセラミック製の射出スリーブへ直接投入するようにしてもよい。その断熱容器30での保持時間が5秒未満であれば、希望する液相率を示す温度にすることが容易ではなく、また球状の初晶を生成することが困難である。一方、保持時間が60分を超えると生成した球状初晶や共晶組織が粗くなり機械的性質が低下する。このため保持時間は5秒~60分とする。なお、高圧鑄造では成形直前の液相率が20%未満であれば成形時の変形抵抗が高く良好な品質の成形品を得ることが容易でない。また90%を超えると均一な組織を有する成形品を得ることができない。このため、前述したとおり成形時の液相率は20%~90%とすることが好ましい。さらに、実質の液相率を30%~70%にすることにより、さらに均質でかつ高品質の成形材を容易に加圧成形できる。また、共晶組成に近いAl-Si系合金を成形する場合、断熱容器内において共晶Siを発生させ、液相率を80%以内に低下させる必要がある時は、Siの改良元素であるNaやSrなどを添加することは、共晶Siを微細化し延性を向上させるのに好都合である。加圧成形する手段としては、スクイズ鑄造法やダイキャスト鑄造法に代表される高圧鑄造法に限定されるものではなく、押出法、鍛造法などの加圧成形する種々の方法が含まれる。

【0011】溶湯Mを接触させる治具20は、溶湯の温度を低下させることができるものであればその材質を限定するものではないが、特に熱伝導率の高い銅、銅合金、アルミニウム、アルミニウム合金などの金属で、しかも一定の温度以下に維持できるように冷却管理された

治具20は結晶核を多く生成するので好ましい。なお、溶湯Mが治具20に接触した時に固体状に金属が治具20に付着するのを防ぐために非金属材料を塗布するのは効果的である。塗布する方法としては、機械的、化学的、あるいは物理的方法のいずれでも構わない。

【0012】治具20に溶湯Mを接触させることにより結晶核を多数含む液相線以下の半溶融合金を得ることは可能であるが、(1)さらに多数の結晶核を発生させ均一で微細な球状組織を得るために、あるいは、(2)液相線に対する過熱度を100℃未満にした溶湯を用いて、治具に接触させることなく結晶核を多数含む液相線以下の半溶融合金を得るために、アルミニウム合金においてはTi、Bを添加し、またマグネシウム合金においてはSr、Si、Caを添加する。Tiが0.005%未満では微細化効果は小さく、0.30%を超えれば粗大なTi化合物発生し延性が低下するので、Tiは0.005%~0.30%とする。BはTiと相俟って微細化を促進するが0.001%未満であれば微細化効果は小さく、0.02%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないので、Bは0.001%~0.02%とする。Srが0.005%未満であれば、微細化効果は小さく、0.1%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないのでSrは0.005%~0.1%とす

る。0.005%~0.1%のSrに0.01%~1.5%のSiを複合添加することにより、Sr単独添加よりもさらに微細な結晶粒が得られる。Caが0.05%未満では微細化効果は小さく、0.30%を超えて添加してもそれ以上の効果を期待できないのでCaは0.05%~0.30%とする。なお、治具20を用いずに微細球状の初晶を得る場合には、液相線に対する過熱度を100℃未満にするのは、断熱効果を有する断熱容器30に注いだ合金を、結晶核を有する液体状態、または結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態にするためである。注がれた断熱容器30内の溶湯の温度が高ければ、所定の液相率まで温度が低下するために時間がかかりすぎ能率が悪い。また注がれた溶湯Mの湯面が酸化されたり、あるいは燃焼したりするために不都合である。表1に成形前の半溶融金属の条件および成形材の品質を示す。成形は図3に示すように半溶融金属をスリーブ内に挿入し、その後スクイズ鑄造機を用いて行なった。成形条件は、加圧力950kgf/cm²、射出速度1.5m/s、製品キャビティ形状100×150×10、金型温度230℃とした。

【0013】

【表1】

成形前の半溶融金属の条件		成形材の品質							備 考			
No.	铸造温度(°C)	冷却治具の有無	冷却治具の温度(°C)	容器内メタル温度(°C)	保持時間(分)	成形直前の液相率(%)	内部偏析	初晶サイズ(μm)		不定形初晶の量	共晶のサイズ	外 観
1	625	有	622	618	5	00	×	280	×	○	△	治具の温度が高い
2	950	有	30	730	20	60	×	450	×	○	○	铸造温度が高い
3	680	有	30	622	65	15	○	180	○	×	×	保持時間が長い
4	630	有	30	613	0.04	95	×	※1	○	○	○	保持時間が短い、液相率高い
5	630	有	30	610	2	60	×	※2	○	○	×	常温の金属製容器(使用)の場合
6	630	有	30	611	1	92	×	※2	○	○	○	保持時間が短い、液相率高い
7	630	無	—	620	5	60	×	290	×	○	△	微細化剤なし
8	630	有	30	612	6.5	55	○	55	○	○	○	
9	630	有	30	611	12	45	○	70	○	○	○	
10	630	有	400	614	5.5	60	○	85	○	○	○	
11	850	有	25	613	0	60	○	75	○	○	○	水冷冷却治具を使用
12	630	無	—	620	15	35	○	115	○	○	○	治具無し
13	660	有	30	632	5.7	50	○	80	○	○	○	
14	650	有	30	620	1.5	80	○	90	○	○	○	
15	620	有	30	590	4.2	55	○	85	○	○	○	
16	620	有	30	590	4.3	55	○	75	○	○	○	
17	620	無	30	590	4.5	55	○	120	○	○	○	治具無し
18	630	無	—	620	5	60	○	95	○	○	○	振動(100Hz、振幅0.1mm)

・AC4CH: Al-7% Si-0.35% Mg 融点 620°C

・7075 : Al-4.5% Zn-1.1% Mg 融点 640°C

・A291 : Mg-9% Al-0.7% Zn 融点 595°C

AC7A : Al-5% Mg-0.4% Mn 融点 835°C

※1 デンドライト状の初晶

※2 球状の初晶 (デンドライト状の初晶含む)

外観: ○良、△並、×悪い 偏析: ○少ない、×多い

不定形初晶の量: ○少ない、×多い 共晶のサイズ: ○微細、×粗い

外観：○良、△並、×悪い 偏析：○少ない、×多い

※1 デンドライト状の初晶

※2 球状の初晶 (デンドライト状の初晶含む)

・AC4CH: Al-1% Si-0.35% Mg 融点 620°C
 ・7075: Al-4.5% Zn-1.1% Mg 融点 640°C
 ・AZ91: Mg-9% Al-0.7% Zn 融点 595°C
 ・AC7A: Al-5% Mg-0.4% Mn 融点 835°C

【0014】比較例1では、溶湯Mを接触させる治具20の温度が高すぎるために結晶核の発生が少なく、このために微細球状の初晶が得られず、図7に示すような粗大な不定形の初晶しか得られない。比較例2では铸造温度が高すぎるために、セラミック製容器30内において残存する結晶核がほとんどないため比較例1と同様な現象を示す。比較例3では保持時間が長いために液相率が少なく外観がよくない。また、初晶サイズも大きい。比較例4ではセラミック製容器30内での保持時間が短くしかも液相率が高いために、デンドライト状の初晶しか得られず、また液相率が高いために成形品内部の成分偏

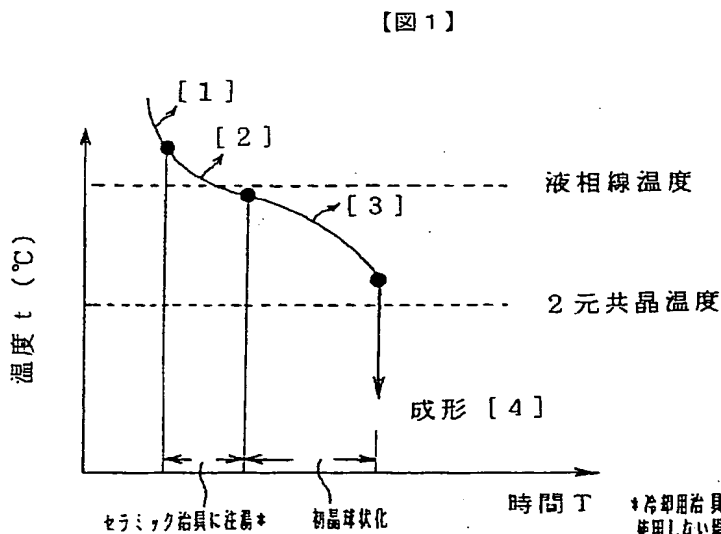
析が多い。比較例5では断熱効果の小さい金属容器を使用したために、断熱容器30の内壁に生成したデンドライト状の凝固層が容器中心部に生成された球状初晶に混在することになり、偏析を含む不均質な組織を示す。比較例6では液相率が高いために比較例4と同様な現象を示す。比較例7では治具20を使用しない場合であるが、微細化剤を含まない合金であるため、結晶核の発生が少なく、比較例1と同様な現象を示す。一方、本発明例8～17では、図8に示すような150μm以下の微細な球状の初晶を有する均質な組織が得られ、しかも良好な外観の成形体得られる。

【0015】

【発明の効果】以上説明したことからも明かなように、本発明に係る半熔融金属の成形方法では、(1) 結晶核を有する液相線温度以上の液体状態の合金、または、結晶核を有する成形温度以上の固液共存状態の合金を、断熱効果を有する断熱容器の中において、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、あるいは(2) 液相線温度に対して過熱度を300℃未満に保持された合金溶湯を該合金の融点よりも低い温度の治具の表面に接触させることにより結晶核を発生させて、微細かつ球状化した初晶を該合金の液中に発生させ、所定の液相率になった半熔融状態の該合金を成形用金型に供給して加圧成形することにより、従来の機械攪拌法、電磁攪拌法によらず、簡便容易に、かつ、低コストで微細かつ球状の組織を有する成形体が得られる。また、液相線温度に対する過熱度は100℃未満に保持した結晶核の生成を促す元素を含むアルミニウム合金溶湯、マグネシウム合金溶湯を治具を使用せず直接に、断熱容器の中に注ぎ、所定の液相率を示す成形温度まで冷却しつつ5秒間～60分間保持することにより、同様に、微細かつ球状化した初晶を発生させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図である。



【図2】最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半熔融金属の成形方法を示す工程説明図である。

【図3】球状初晶の生成から成形までの工程説明図である。

【図4】図3に示した各工程の金属組織模式図である。

【図5】代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図である。

【図6】代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図である。

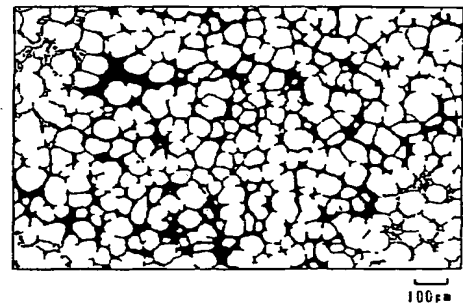
【図7】比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【図8】本発明の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【符号の説明】

- 10 ラドル
- 20 治具
- 30 断熱容器 (セラミック製容器)
- 30A セラミックコーティング金属容器
- 40 射出スリーブ
- 50 金型
- 50a 金型キャビティ
- M 金属 (溶湯)
- t 温度
- T 時間

【図7】

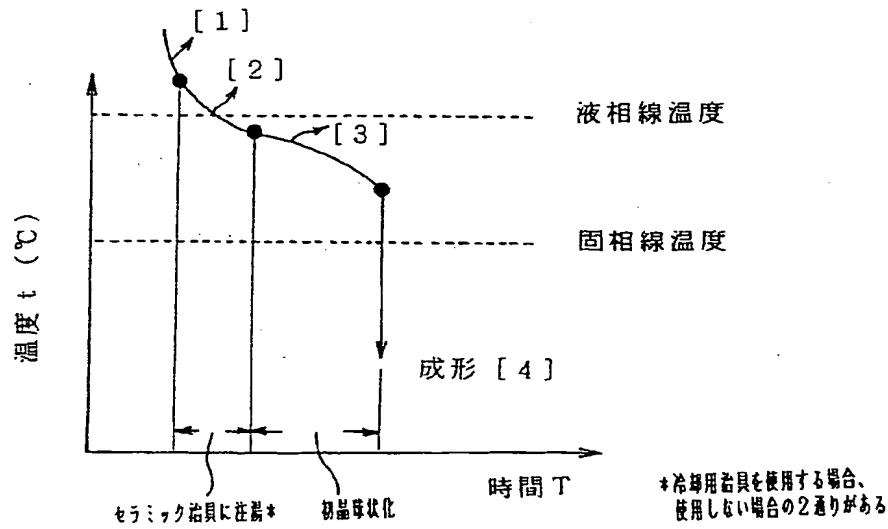


【図8】

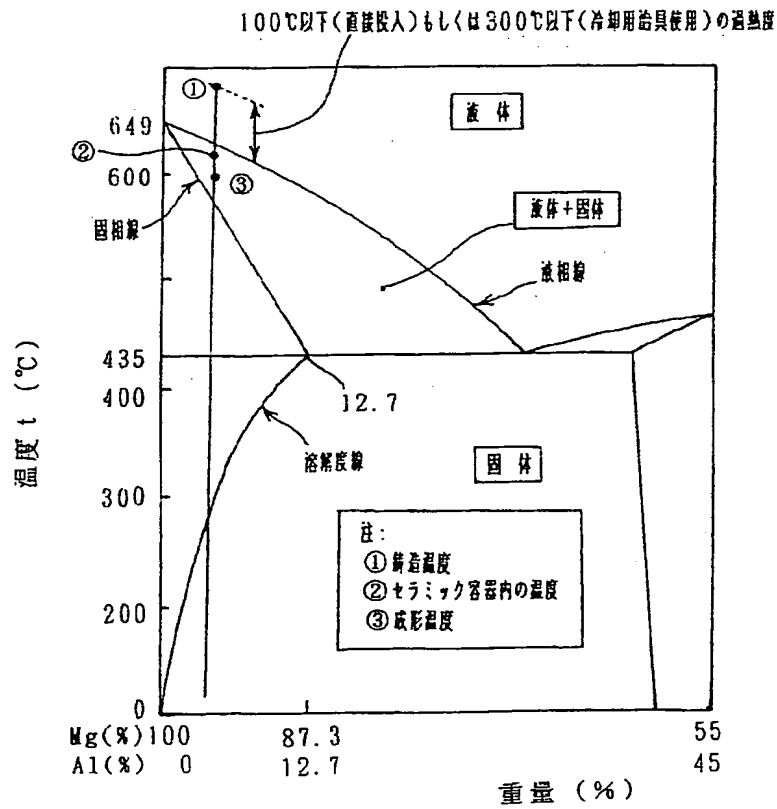


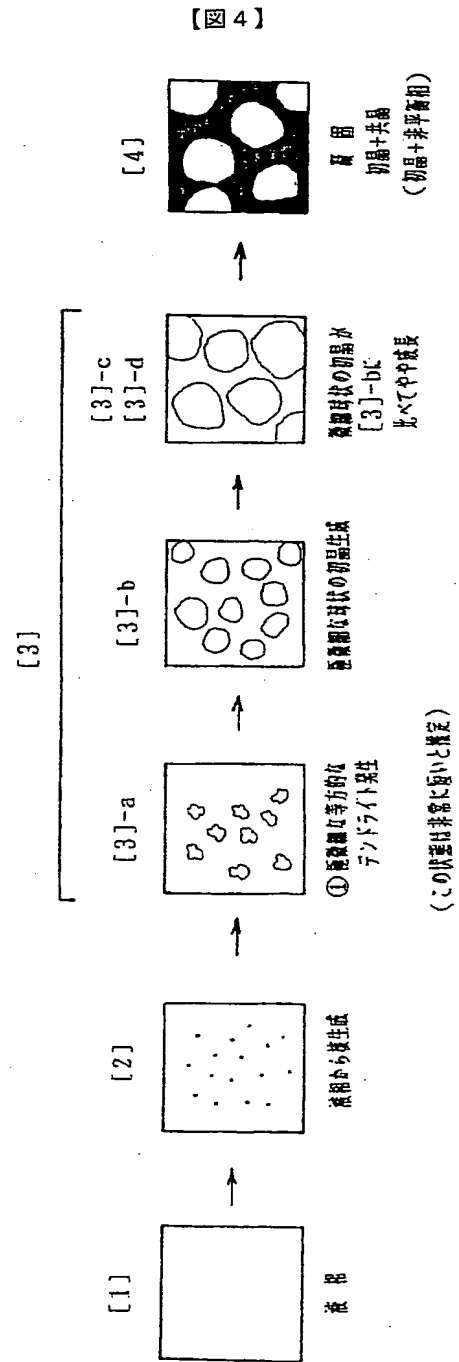
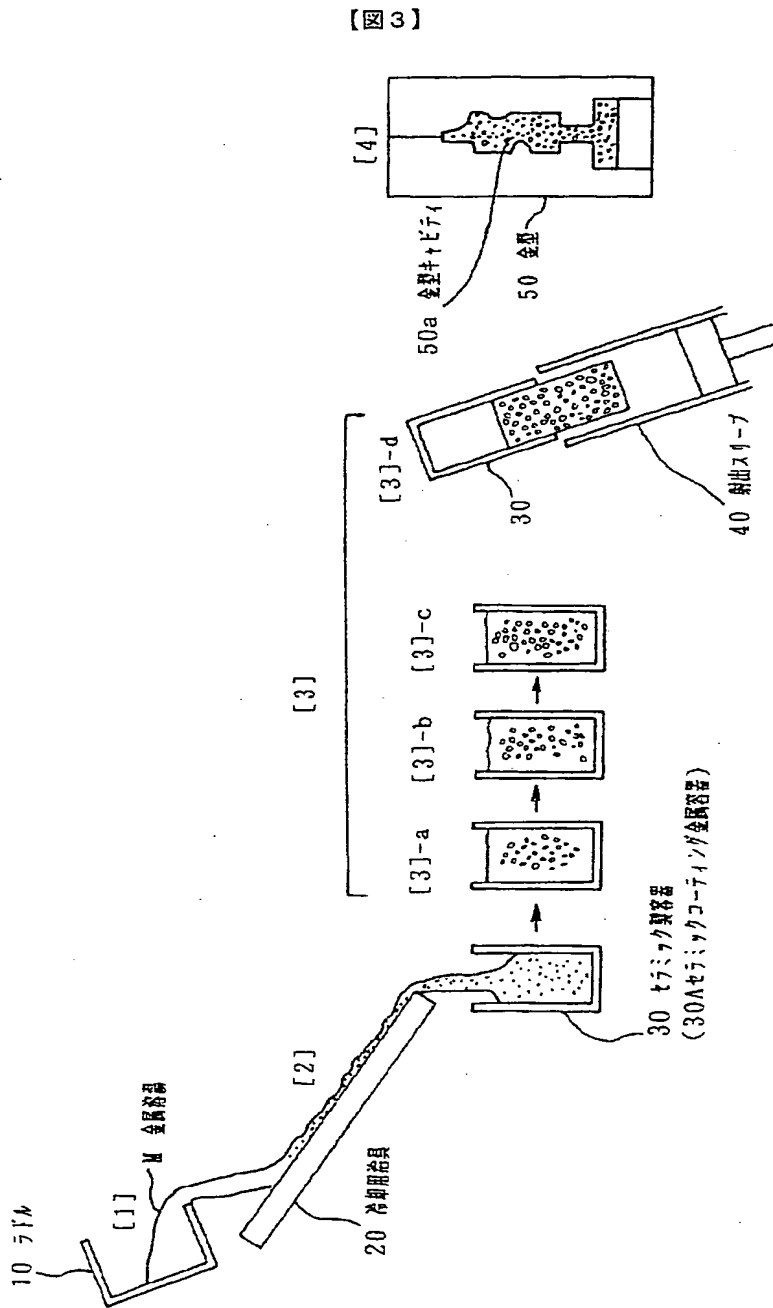
*冷却用治具を使用する場合、
使用しない場合の2通りがある

【図2】

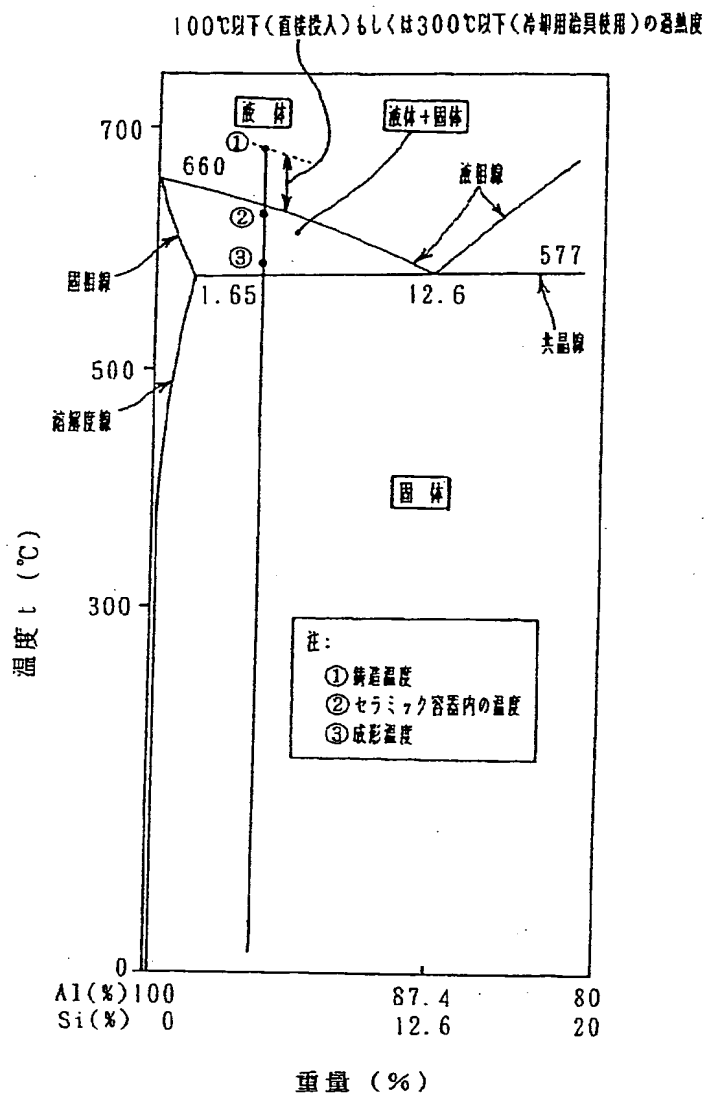


【図6】





【図 5】



【手続補正書】

【提出日】平成7年6月23日

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0006

【補正方法】変更

【補正内容】

【0006】

【実施例】以下図面に基づいて本発明の実施例の詳細について説明する。図1～図8は本発明の実施例に係り、図1は最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図、図2は最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図、図3は

球状初晶の生成から形成までの工程説明図、図4は図3に示した各工程の金属組織模式図、図5は代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図、図6は代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図、図7は本発明の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図、図8は比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図を示す。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0014

【補正方法】変更

【補正内容】

【0014】比較例1では、溶湯Mを接触させる治具2

0の温度が高すぎるために結晶核の発生が少なく、このために微細球状の初晶が得られず、図7に示すような粗大な不定形の初晶しか得られない。比較例2では鑄造温度が高すぎるために、セラミック製容器30内において残存する結晶核がほとんどないため比較例1と同様な現象を示す。比較例3では保持時間が長いために液相率が少なく外観がよくない。また、初晶サイズも大きい。比較例4ではセラミック製容器30内での保持時間が短くしかも液相率が高いために、デンドライト状の初晶しか得られず、また液相率が高いために成形品内部の成分偏析が多い。比較例5では断熱効果の小さい金属容器を使用したために、断熱容器30の内壁に生成したデンドライト状の凝固層が容器中心部に生成された球状初晶に混在することになり、偏析を含む不均質な組織を示す。比較例6では液相率が高いために比較例4と同様な現象を示す。比較例7では治具20を使用しない場合であるが、微細化剤を含まない合金であるため、結晶核の発生が少なく、比較例1と同様な現象を示す。一方、本発明例8～17では、図7に示すような150 μ m以下の微細な球状の初晶を有する均質な組織が得られ、しかも良好な外観の成形体が得られる。

【手続補正3】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】図面の簡単な説明

【補正方法】変更

【補正内容】

【図面の簡単な説明】

【図1】最大固溶限以上の組成の亜共晶アルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図である。

【図2】最大固溶限内組成のマグネシウム合金あるいはアルミニウム合金の半溶融金属の成形方法を示す工程説明図である。

【図3】球状初晶の生成から成形までの工程説明図である。

【図4】図3に示した各工程の金属組織模式図である。

【図5】代表的なアルミニウム合金であるAl-Si系合金平衡状態図である。

【図6】代表的なマグネシウム合金であるMg-Al系合金平衡状態図である。

【図7】本発明の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【図8】比較例の成形品の金属組織を示す顕微鏡写真の模写図である。

【符号の説明】

10 ラドル

20 治具

30 断熱容器（セラミック製容器）

30A セラミックコーティング金属容器

40 射出スリーブ

50 金型

50a 金型キャビティ

M 金属（溶湯）

t 温度

T 時間